

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L2: Entry 12 of 42

File: JPAB

Aug 14, 2001

PUB-NO: JP02001220641A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2001220641 A

TITLE: HIGH STRENGTH THIN STEEL SHEET AND HIGH STRENGTH GALVANIZED THIN STEEL SHEET
EXCELLENT IN DUCTILITY AND LOW IN YIELD RATIO AND PRODUCING METHOD THEREFOR

PUBN-DATE: August 14, 2001

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

SETO, KAZUHIRO

SHIMIZU, TETSUO

FURUKIMI, OSAMU

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 9/46; C22C 38/14; C22C 38/58; C23C 2/06; C23C 2/28

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength thin steel sheet combining the good balancing characteristics of strength-elongation of TS×El of 21,000 MPa.% or more and YR of 70% or less and a low yield ratio.

SOLUTION: In this thin steel sheet having a composition containing, by mass, 0.05 to 0.25% C, 0.1 to 2.0% Si, 0.5 to 2.0% Mn, 0.05 to 0.3% Ti and ≤0.10% Al, and the balance Fe with inevitable impurities and a steel structure composed of the main phase consisting of polygonal ferrite and a second phase consisting of martensite and/or retained austenite, the average crystal grain diameter of the polygonal ferrite is controlled to 0.8 to 2.5 μm, moreover, the second phase is distributed so as to be reticulately connected to the grain boundary of the polygonal ferrite, moreover, the occupying volume rate of the second phase is controlled to 5 vol.% or more, and the width of the second phase is controlled to 0.4 μm or less on the average.

COPYRIGHT: (C)2001, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-220641

(P2001-220641A)

(43) 公開日 平成13年8月14日 (2001.8.14)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマート ⁸ (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	U 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	

審査請求 未請求 請求項の数 6 OL (全 12 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2000-24634 (P2000-24634)

(22) 出願日 平成12年2月2日 (2000.2.2)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 瀬戸 一洋

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 清水 哲雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100059258

弁理士 杉村 暁秀 (外2名)

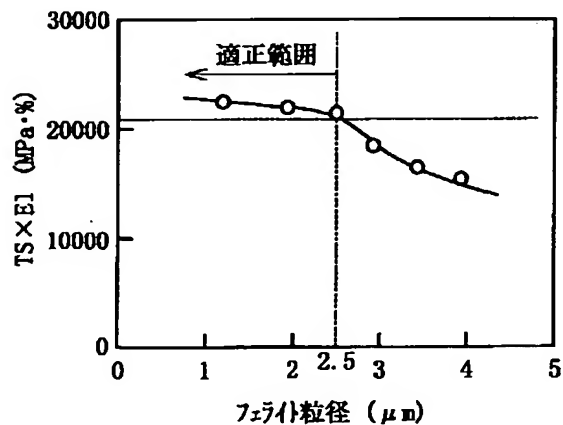
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板および高強度亜鉛めっき薄鋼板ならびにそれらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 TS×EIが21000 MPa・%以上で、かつYRが70%以下という良好な強度-伸びバランス特性と低い降伏比を併せ持つ高強度薄鋼板を提供する。

【解決手段】 質量百分率で、C:0.05~0.25%、Si:0.1~2.0%、Mn:0.5~2.0%、Ti:0.05~0.3%およびAl:0.10%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、ポリゴナルフェライトよりなる主相と、マルテンサイトおよび/または残留オーステナイトよりなる第2相とからなる鋼組織を有する薄鋼板において、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径を0.8μm以上2.5μm以下とし、また上記第2相を上記ポリゴナルフェライトの結晶粒界に網目状に連結して分布させ、さらに上記第2相の占積率を5 vol%以上、20 vol%以下で、かつ上記第2相の幅を平均で0.4μm以下とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量百分率で

C: 0.05~0.25%、

Si: 0.1~2.0%、

Mn: 0.5~2.0%、

Ti: 0.05~0.3%および

Al: 0.10%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、

ポリゴナルフェライトよりなる主相と、マルテンサイトおよび/または残留オーステナイトよりなる第2相とからなる鋼組織を有し、

上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が $0.8\mu\text{m}$ 以上 $2.5\mu\text{m}$ 以下、また上記第2相が上記ポリゴナルフェライトの結晶粒界に網目状に連結して分布し、しかも上記第2相の占積率が5 vol%以上、20 vol%以下で、かつ上記第2相の幅が平均で $0.4\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板。

【請求項2】 請求項1において、鋼がさらに、質量百分率で

Nb: 0.1%以下、

V: 0.5%以下、

P: 0.05%以下、

Cu: 1.0%以下、

Mo: 1.0%以下、

Ni: 1.0%以下、

Cr: 1.0%以下および

B: 0.00002~0.01%

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板。

【請求項3】 請求項1または2において、鋼板表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板。

【請求項4】 質量百分率で

C: 0.05~0.25%、

Si: 0.1~2.0%、

Mn: 0.5~2.0%、

Ti: 0.05~0.3%および

Al: 0.10%以下

を含有し、あるいはさらに

Nb: 0.1%以下、

V: 0.5%以下、

P: 0.05%以下、

Cu: 1.0%以下、

Mo: 1.0%以下、

Ni: 1.0%以下、

Cr: 1.0%以下および

B: 0.00002~0.01%

のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、鋼組織が、ポリゴナルフェライトよりなる主相と、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトのうちから選ばれる1種または2種以上よりなる第2相ととなり、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が $0.8\mu\text{m}$ 以上 $2.5\mu\text{m}$ 以下の薄鋼板を、

1℃/s以上の昇温速度で730~780℃の温度範囲まで加熱し、該加熱温度において1~20秒間保持し、引き続き下記の式で決まるMs点以下まで5℃/s以上の平均冷却速度で冷却することを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板の製造方法。

記

$$Ms(^\circ\text{C}) = 561 - 474 \cdot (C\%) - 33 \cdot Mn(\%) - 17 \cdot Ni(\%)$$

$$- 17 \cdot Cr(\%) - 21 \cdot Mo(\%)$$

【請求項5】 請求項4において、冷却を行う工程で、上記薄鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項5において、冷却を終了した後、上記薄鋼板を450~500℃で20~60秒間保持して、溶融亜鉛めっき層を合金化することを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、特に自動車用鋼板としての使用に供して好適な、延性に優れ、しかも降伏比の低い高強度薄鋼板およびおよび高強度亜鉛めっき薄鋼板ならびにそれらの製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の燃料消費の低減および衝突時における安全性の向上の観点から、自動車の車体に使用される鋼板には、高強度化と高延性化とを同時に達成することが求められる。このような目的で開発された鋼としては、フェライトとマルテンサイトを主体とする組織を有する複合組織鋼板（以下、DP鋼と呼ぶ）や、フェライト、ベイナイトおよび残留オーステナイトからなる組織を有するTRIP鋼が知られている。

【0003】上記の鋼のうち、DP鋼は、降伏比YR（＝降伏強さYS/引張強さTS）×100が70%以下と低く、形状凍結性には優れたものの、延性の点でTRIP鋼より劣り、その強度と延性とのバランス（TS×EI）は19000 MPa・%程度が限界であった。一方、TRIP鋼は、変形時に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態することで高延性を示し、TS×EIが20000 MPa・%を超えることが可能である。

【0004】例えば、特開平3-10049号公報には、C、Si、Mnを基本成分として含有する鋼を、圧下率：80

%以上、圧延終了温度：780～900℃で熱間仕上げ圧延し、仕上げ圧延終了後、40℃/s未満の冷却速度で冷却を開始し、仕上げ圧延温度や仕上げ圧延速度から決まる所定温度で冷却を終了し、ついで冷却速度：40℃/s以上で冷却して350～500℃で巻取ることにより、ポリゴナルフェライトの占積率が61%以下、ポリゴナルフェライトの占積率と粒径の比が18以上で、しかもベイナイトと残留オーステナイトとからなる第2相を有し、かつ該第2相中の残留オーステナイトが5%以上である鋼組織を有する熱延鋼板の製造方法が開示されている。そして、この熱延鋼板では、 $TS \times EI = 20000 \text{ MPa} \cdot \%$ 程度を達成することが可能である。

【0005】また、特開平9-104947号公報には、 $TS \times T.EI \geq 2000 \text{ kgf/mm}^2 \cdot \%$ (19600MPa・%)とし、さらに伸びフランジ性を向上させた熱延鋼板を得ることを目的として、C：0.05～0.15重量%、Si：0.5～3.0重量%、Mn：0.5～3.0重量%、P≤0.02重量%、S≤0.01重量%、Al：0.005～0.10重量%およびFeを主成分とする鋼を、熱間圧延するに当たり、仕上げ圧延終了温度をAr₃-50～Ar₃+50℃の範囲として全圧下率が80%以上の仕上げ圧延を行い、仕上げ圧延終了後、1段冷却あるいは2段冷却あるいは3段冷却を行うことにより、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの3相で構成され、かつフェライト占積率(V_F)とフェライト粒径(d_F)の比(V_F/d_F)が20以上で、2μm以下の残留オーステナイト占積率が5%以上となる鋼組織を得る技術が開示されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、自動車の車体軽量化のために、鋼板強度が400MPa級のを1ゲージダウンしようすると、590MPa以上の高い強度を有し、かつ $TS \times EI$ が21000MPa・%を超える高強度鋼板が必要となる。この点、上記した特開平3-10049号公報に開示の鋼板の $TS \times EI$ は20000MPa・%程度であり、この要求を満たしていない。また、特開平9-104947号公報では、 $TS \times EI$ は21000MPa・%を超える例が記載されているものの、降伏比YRは低くても70%程度であり、プレス加工時に大きな負荷がかかったり、あるいは大きなスプリングバックが生じたりして、部品の寸法精度が低下する等の問題を含んでおり、実用化には問題があった。

【0007】従って、板厚が1.4mm程度の薄物で、引張強度TSが590MPa以上で、かつ $TS \times EI$ が21000MPa・%以上の強度-伸びバランスを有し、しかも降伏比YRが70%以下である鋼板、すなわちDIP鋼とTRIP鋼の特徴を兼ね備えた高強度鋼板を製造することができれば、自動車の軽量化ひいてはエネルギーの向上に大きく寄与することが可能となる。そこで、本発明は、 $TS \geq 590 \text{ MPa}$ 、 $TS \times EI \geq 21000 \text{ MPa} \cdot \%$ でかつ、降伏比≤70%という優れた特性を有する薄鋼板および亜鉛めっき薄鋼板を、

それらの製造方法と共に提案することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、Tiを必須成分として、熱間圧延工程において生成するフェライトを微細なものとし、さらにこの熱間圧延工程により得られる熱延鋼板を2相域で短時間加熱した後に急冷することにより、非常に微細なフェライトからなる主相と、マルテンサイトおよび残留オーステナイトからなり、フェライトの結晶粒界に網目状に分布した第2相を有する鋼組織とすることができ、これにより降伏比を低く保ったままで強度-伸びバランスの格段の向上を図り得ることを見出し、本発明を完成させるに至った。

【0009】すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量百分率でC：0.05～0.25%、Si：0.1～2.0%、Mn：0.5～2.0%、Ti：0.05～0.3%およびAl：0.10%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、ポリゴナルフェライトよりなる主相と、マルテンサイトおよび/または残留オーステナイトよりなる第2相とからなる鋼組織を有し、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が0.8μm以上2.5μm以下、また上記第2相が上記ポリゴナルフェライトの結晶粒界に網目状に連結して分布し、しかも上記第2相の占積率が5vol%以上、20vol%以下で、かつ上記第2相の幅が平均で0.4μm以下であることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板。

【0010】2. 上記1において、鋼がさらに、質量百分率でNb：0.1%以下、V：0.5%以下、P：0.05%以下、Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：1.0%以下およびB：0.00002～0.01%のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板。

【0011】3. 上記1または2において、鋼板表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層をそなえることを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板。

【0012】4. 質量百分率でC：0.05～0.25%、Si：0.1～2.0%、Mn：0.5～2.0%、Ti：0.05～0.3%およびAl：0.10%以下を含有し、あるいはさらにNb：0.1%以下、V：0.5%以下、P：0.05%以下、Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：1.0%以下およびB：0.00002～0.01%のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、鋼組織が、ポリゴナルフェライトよりなる主相と、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトのうちから選ばれる1種または2種以上よりなる第2相とからなり、上記ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が0.8μm以上2.5μm以下の

薄鋼板を、1℃/s以上の昇温速度で730〜780℃の温度範囲まで加熱し、該加熱温度において1〜20秒間保持し、引き続き下記の式で決まる M_s 点以下まで5℃/s以上の平均冷却速度で冷却することを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度薄鋼板の製造方法。

記

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474 \cdot (C\%) - 33 \cdot Mn(\%) - 17 \cdot Ni(\%) - 17 \cdot Cr(\%) - 21 \cdot Mo(\%)$$

【0013】5. 上記4において、冷却を行う工程で、上記薄鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施すことを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板の製造方法。

【0014】6. 上記5において、冷却を終了した後に、上記薄鋼板を450〜500℃で20〜60秒間保持して、溶融亜鉛めっき層を合金化することを特徴とする、延性に優れ降伏比の低い高強度亜鉛めっき薄鋼板の製造方法。

【0015】なお、 M_s 点を求める上記式中には、Ni, Cr, Moの含有量を含む項があるが、これら元素を積極的に添加しない場合は、不可避免的不純物レベルでのこれら元素の含有量を用いて上記 M_s 点を求めても、これらの含有量を零として M_s 点を求めても何れでも良い。

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明を由来するに至った実験結果について説明する。質量百分率で、C:0.14%、Si:0.7%、Mn:1.2%、P:0.010%、S:0.002%、Al:0.042%およびTi:0.16%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼を素材として、熱延鋼板を製造した。ここで、熱間圧延は、加熱温度:1080℃、粗圧延終了温度:1000℃、仕上圧延終了温度:860℃とし、板厚:1.4mmに圧延した。また、仕上圧延終了後、0.8秒後に80℃/sの冷却速度で冷却を開始し、巻取り温度を500℃とした。なお、仕上圧延は7スタンドの連続圧延機で実施し、仕上圧延時に各スタンドの圧延荷重を測定した結果、前段5スタンドまでは動的再結晶域での圧延であることを確認した。得られた熱延鋼板について、鋼組織を観察したところ、平均粒径が1.8μmのポリゴナルフェライトからなる主相と、平均粒径が0.3μmのパーライトとセメンタイトとからなる第2相とを有する複相組織であった。この鋼板に対して、種々の加熱・冷却サイクルを施した鋼板について、微視組織を観察すると共に、引張試験を行い、引張強度TS(MPa)×伸びEI(%)の値を求めた。

【0017】図1に、TS×EIに及ぼす加熱・冷却処理後のポリゴナルフェライトの平均結晶粒径(以下フェライト粒径と呼ぶ)の影響について調べた結果を示す。ここで、フェライト粒径は、JIS G 0552に準拠した切断法により求めた。同図に示したとおり、TS×EIを21000MPa・%以上とするためには、フェライト粒径を2.5μm以

下とする必要があることが分かる。

【0018】なお、加熱・冷却処理後の第2相は、占積率(体積率)が10〜17vol%のマルテンサイトと残留オーステナイトとからなる組織であった。また、フェライト粒径が2.5μm以下の場合は、第2相はフェライト粒界に網目状に連結して分布しており、その第2相の幅は平均で0.1〜0.4μmであった。これに対し、フェライト粒径が2.5μmを超える場合は第2相は塊状に分布していた。さらに、TS×EIが21000MPa・%以上となる鋼板は、降伏比VRが70%以下であることも確認した。

【0019】図2は、TS×EIに及ぼす第2相の占積率の影響を示したものである。同図中には、第2相がフェライト粒界に網目状に連結して分布する場合と、塊状に分布する場合について示したが、TS×EI≥21000MPa・%を満足するためには、第2相がフェライト粒界に網目状の連結して分布し、かつ第2相の占積率を5vol%以上20vol%以下とする必要があることが分かる。なお、第2相の占積率が5vol%未満の場合には、第2相が網目状に分布することではなく、塊状の分布を示した。ここで、フェライト粒径は1.7μmであり、また第2相はマルテンサイトと残留オーステナイトとからなり、この第2相が網目状に連結して分布している場合における第2相の幅は0.1〜0.4μmであった。

【0020】図3は、第2相が網目状に連結してフェライト粒界に分布している場合の、第2相の幅の平均値がTS×EIに及ぼす影響を示す図である。第2相の幅の平均値が0.4μm以下の場合に、TS×EIが21000MPa・%以上となることが分かる。なお、フェライト粒径は1.6〜2.0μmで、第2相はマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとからなり、第2相の占積率は12〜15vol%であった。

【0021】以上の結果から、TS×EIを21000MPa・%以上とするためには、ポリゴナルフェライトからなる主相と、占積率が5vol%以上20vol%以下のマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとからなる第2相を有し、フェライト粒径が2.5μm以下で、しかも第2相がフェライト粒界に網目状に連結して分布し、かつこの第2相の幅が平均で0.4μm以下となる微視組織とすれば良いことが分かった。

【0022】そこで、次に、このようなTS×EIが高い組織を得るための製造条件について検討した。さて、発明者らは、ポリゴナルフェライトからなる主相と、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトのうちから選ばれる1種または2種以上からなる第2相を有する鋼組織である鋼板を素材として、これに加熱・冷却処理を施すことにより、第2相の組織制御を行うことに着目した。

【0023】ここで、加熱・冷却処理によりフェライト粒径を微細化することはできないので、この加熱・冷却処理に供される素材となる鋼板のフェライト粒径は2.5

μm 以下である必要がある。このような組織の素材を得る方法は特に限定しないが、例えば特開平11-152544号公報に開示される方法、すなわち熱間圧延用素材を溶製したのち、直ちに又は一旦冷却して1200℃以下に加熱して熱間圧延を施し、その際、動的再結晶域での圧下を5スタンド以上の圧下パスにて行う方法がとりわけ有利に適合する。

【0024】ここでは、前述した板厚：1.4 mmの熱延鋼板に対して加熱・冷却という単純な熱処理を施した。まず、加熱時の均熱温度と均熱時間がTS×EIおよびYRに及ぼす影響を調べるために、加熱時の昇温速度を5℃/sとし、種々の均熱温度および均熱時間にて均熱処理を行い、ついで冷却速度20℃/sで300℃以下まで冷却した。ここで、冷却を300℃以下まで行う目的はマルテンサイト変態点(Ms点)である455℃以下まで冷却して、第2相をマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとするためである。上記の熱処理後の鋼板について、そのTS×EIおよびYR値を測定した結果を図4に示す。同図に示したとおり、TS×EI \geq 21000MPa・%とするためには、均熱温度を730~780℃とし、かつ均熱時間を1~200秒とする必要があることが分かる。

【0025】また、加熱時の昇温速度がTS×EIに及ぼす影響を調べるために、均熱温度は750℃、均熱時間は10秒、均熱後の冷却速度は20℃/s、冷却終了温度は300℃以下の一定とし、昇温速度のみを種々に変化させて加熱・冷却処理を施した。かくして得られた鋼板のTS×EIを測定し、その結果を昇温速度との関係で図5に示す。図5に示したとおり、TS×EI \geq 21000MPa・%とするためには、昇温速度を1℃/s以上とする必要があることが分かる。

【0026】次に、均熱後の冷却処理における冷却速度がTS×EIに及ぼす影響を調べるために、加熱時の昇温速度を5℃/s、均熱温度を750℃、均熱時間を10秒として加熱処理を施した後に、種々の冷却速度で300℃以下まで冷却した。かくして得られた鋼板について、TS×EIを測定し、その結果を冷却速度との関係で図6に示す。同図に示したとおり、冷却処理の際の冷却速度が5℃/s以上でないと、TS×EIを21000MPa・%以上とすることはできなかった。

【0027】次に、TS×EIに及ぼすTi含有量の影響を調べるために、質量百分率でC：0.13%、Si：0.7%、Mn：1.2%、P：0.01%、S：0.002%およびAl：0.042%を基本成分として含有し、かつTiを種々の添加量で含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼を、加熱温度：1080℃、粗圧延終了温度：1000℃、仕上げ圧延終了温度：860℃で、かつ仕上げ圧延時の前段5スタンドについては動的再結晶域での圧延という条件で板厚：1.4mmに圧延した。その際、仕上げ圧延終了後、0.8秒後に80℃/sの冷却速度で冷却を開始し、また巻取り温度は500℃とした。上記の熱間圧延により、フェライト

粒径が2.0 μm のポリゴナルフェライトよりなる主相と、平均結晶粒径が0.3 μm のパーライトまたはセメントタイトよりなる第2相とからなる複相組織の鋼板を得た。

【0028】そして、得られた鋼板を、昇温速度：5℃/sで加熱し、760℃で18秒間の均熱処理を施したのち、300℃以下まで冷却速度：10℃/sで冷却した。かくして得られた鋼板について、TS×EIを測定し、その結果をTi含有量との関係で図7に示す。同図に示したとおり、TS×EI \geq 21000MPa・%とするためには、Tiを0.05mass%以上0.3mass%以下の範囲で含有させる必要があることが分かる。

【0029】なお、図4~7において、TS×EI \geq 21000MPa・%が得られた鋼板の微視組織を調べたところ、いずれもポリゴナルフェライトよりなる主相と、マルテンサイトおよび/または残留オーステナイトよりなる第2相が占積率で5~20vol%存在する鋼組織を有し、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径が0.8 μm 以上2.5 μm 以下で、第2相が前記ポリゴナルフェライトの結晶粒界に網目状に連結して分布し、しかも第2相の幅が平均で0.4 μm 以下を満足していることが確認された。

【0030】次に、本発明において、鋼の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C：0.05~0.25mass%

Cは、TiCの形成によるTiの効果を高めると共に、2相域への加熱時にオーステナイトの生成を促進し、これに続く冷却によってマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトを生成させるために必要な元素であり、少なくとも0.05mass%を添加する必要がある。しかしながら、C量が多すぎると、溶接性の劣化を招くので0.25mass%を上限とする。

【0031】Si：0.1~2.0mass%

Siは、2相域への加熱時にオーステナイトの生成を促進する効果があるため、少なくとも0.1mass%添加する。しかしながら、2.0mass%を超えて添加してもその効果は飽和し、コストアップを招くので2.0mass%を上限とする。

【0032】Mn：0.5~2.0mass%

Mnは、2相域への加熱およびその後の冷却により、第2相をマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとするために必要であり、少なくとも0.5mass%の添加を必要とする。しかしながら、過度の添加は、2相域の温度幅を減少させ、所望の組織を得ることができなくなるので、上限を3.0mass%とする。

【0033】Ti：0.05~0.3mass%

Tiは、本発明において最も重要な元素である。Tiは、加熱・冷却処理時の加熱前の段階で、TiCとして存在し、加熱時の結晶粒粗大化を防止する。また、TiCの多くはフェライト粒界に微細に存在するために、2相域に加熱した際にはC源として作用し、粒界に連続して網目状の

第2相を出現させるものと考えられる。このような組織がTS×EIを上昇させる理由は明らかではないが、硬質の第2相全体が連結されているため、第2相の変形も均一化して第2相による強化が有利に作用すると共に、軟質のフェライトからなる主相と第2相との間でのクラック生成が抑制されるためと推定される。このような、フェライト粒界に網目状の連結した第2相の効果を得るためには、少なくとも0.05mass%のTi添加が必要である。しかしながら、0.3 mass%を超えて多量に添加すると、Ti自身による固溶強化、あるいはTiCによる析出強化の影響が強くなり、TS×EIを低下させてしまうので、0.3 mass%を上限とする。

【0034】Al: 0.10mass%以下

Alは、脱酸剤として0.10mass%以下の範囲で添加することができる。0.10mass%を超えて添加しても効果が飽和する他、アーク溶接性の低下を招く。

【0035】以上、必須成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Nb: 0.1 mass%以下

Nbは、析出強化により鋼を高強度化するのに有効な元素であるが、添加量が多すぎると、再結晶が著しく阻害され、硬質化して材質が劣化するので、0.1 mass%以下の範囲で含有させるものとした。

【0036】V: 0.5 mass%以下

Vは、析出強化により鋼を高強度化するのに有効なだけでなく、2相域への加熱およびその後の冷却によりマルテンサイトの生成を促進する作用も有する。しかしながら、多量の添加は延性の低下を招くので、0.5 mass%を上限として添加するものとした。

【0037】P: 0.05mass%以下

Pは、特に添加する必要はないが、0.05mass%程度までの添加であれば、2次加工脆化を招くことなしに鋼板の強度向上に有効に寄与するので、0.05mass%を上限として添加することができる。

【0038】Cu, Mo, Ni, Cr: それぞれ1.0mass%以下
Cu, Mo, NiおよびCrはそれぞれ、固溶強化ならびに組織強化による鋼の高強度化に有効である。しかしながら、いずれも添加量が1.0mass%を超えると熱間加工性が低下するため、それぞれ1.0 mass%以下の範囲で単独または複合添加することが可能である。

【0039】B: 0.0002~0.01mass%

Bは、0.0002mass%以上の添加範囲において鋼の組織強化に有効に作用する。しかしながら、添加量が0.01mass%を超えると再結晶が著しく阻害され、硬質化して材質の劣化を招くので、0.0002~0.01mass%の範囲で添加するものとした。

【0040】S: 0.01mass%以下

Sは特に限定しないが、不可避免的に混入するS量が極端に高いと延性が低下するので、0.01mass%以下に抑制す

ることが好ましい。

【0041】次に、鋼組織の限定理由について説明する。

ポリゴナルフェライトからなる主相

本発明では、ポリゴナルフェライトを主相とする必要がある。この理由は、ポリゴナルフェライトは軟質で延性に富んでおり、材料の延性を確保するのに有用なためである。なお、主相とは占積率(体積率)で50vol%以上であることを意味する。

10 【0042】ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径: 0.8 μm 以上 2.5 μm 以下

第2相を網目状に連結して生成させ、TS×EIが21000 MPa・%以上でかつ、YRを70%以下とするためには、ポリゴナルフェライトの平均結晶粒径を2.5 μm 以下とする必要がある。一方、現状の熱間圧延あるいは冷間圧延プロセスで達成できるフェライト粒径の下限は0.8 μm 程度であるので0.8 μm を下限とする。

【0043】第2相の占積率、形態および幅

硬質の第2相を、ポリゴナルフェライトの結晶粒界に網目状に連結させて存在させる必要がある。これは、前述したように、硬質の第2相が連結することで、より効果的に高強度化を達成できると共に、変形中に主相と第2相との間におけるクラックの発生を効果的に抑制できるからである。また、第2相が網目状に連結していることにより、硬質の第2相が生成する際に発生する歪に起因したポリゴナルフェライト中の可動転位が増加し、降伏比の低減にも寄与するからである。しかしながら、第2相の占積率が5 vol%未満ではこのような第2相の連結が生じず、一方20 vol%超では第2相の分率が高くなりすぎて主相の延性が犠牲になるので、第2相の占積率は5~20 vol%の範囲に限定する。

30 【0044】また、第2相の幅の平均値、すなわち或る第2相と主相との境界からこの境界とは反対側の第2相と主相との境界までの距離の平均値が0.4 μm を超えると、連結した第2相の構造が強固になりすぎて延性の低下をもたらすので、第2相の幅は平均で0.4 μm 以下とする。さらに、第2相は鋼板に強度を付与するために、硬質のマルテンサイトまたは変形によって硬質化する残留オーステナイトのどちらか、あるいは両方よりなる組織とする必要がある。

40 【0045】次に、上述した鋼組織を得るための製造条件について述べる。本発明では、前述したように、平均結晶粒径が0.8~2.5 μm のポリゴナルフェライトからなる主相と、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトのうちから選ばれる1種または2種以上よりなる第2相を有する鋼組織になる鋼板を素材として、加熱・冷却処理、すなわち昇温速度: 1℃/s以上の加熱工程、均熱温度: 730~780℃、均熱時間: 1~20秒の均熱工程、冷却速度: 5℃/s以上でマルテンサイト変態点(Ms点)以下まで冷却する冷却工程を

実施することにより、第2相の組織制御を行うものである。

【0046】この際、上記素材の製造方法については、熱延、冷延いずれのプロセスを用いてもよく、特に限定しないが、例えば前述の特開平11-152544号公報に開示される方法が有利に適合する。すなわち、所定の成分組成範囲に溶製した溶鋼を、スラブとし、その後直ちにまたは一旦冷却して1200℃以下に加熱し、ついで熱間圧延を施すに際し、動的再結晶域での圧下を5スタンド以上の圧下パスにて行う方法、さらには引き続き、圧下率：50～90%の冷間圧延後、600℃～Ac₃点の温度範囲で焼鈍を施す方法である。

【0047】以下、加熱・冷却処理条件について説明する。

昇温速度：1℃/s以上

加熱工程における昇温速度が1℃/sに満たないと、昇温中にフェライトが粒成長し、網目状に連結した第2相を得ることができなくなったり、あるいは強度確保ができなくなるので、昇温速度は1℃/s以上とする。

【0048】均熱温度：730～780℃、均熱時間：1～20秒

加熱処理は2相域で行う必要があり、鋼の組成と第2相分率から、均熱温度は730～780℃に限定する。また、上記の均熱温度での均熱時間が1秒未満では、必要量の第2相を生成させることができず、一方20秒を超えると組織の粗大化や第2相の塊状化が進行するため、均熱時間は1～20秒に限定する。

【0049】平均冷却速度：5℃/s以上でMs点以下まで冷却

均熱工程の後の冷却工程において、Ms点以下までの平均冷却速度が5℃/s未満では、第2相をマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとすることができない。従って、平均冷却速度は5℃/s以上とする。また、Ms点以下まで冷却しないと、第2相をマルテンサイトおよび/または残留オーステナイトとすることができない

ので、上記の強制冷却終了温度はMs点以下とした。ここで、Ms点は以下の式により求めるものとする。ただし、Ni、Cr、Moを積極的に添加しない場合は、不可避的不純物として分析されるそれぞれの含有量として計算してもよいし、不可避的に含有していたとしても微量であるので、それぞれの含有量を0%として計算してもよい。

$$M_s(^\circ\text{C}) = 561 - 474 \cdot (C\%) - 33 \cdot Mn(\%) - 17 \cdot Ni(\%)$$

$$-17 \cdot Cr(\%) - 21 \cdot Mo(\%)$$

【0050】なお、この冷却工程の途中に、溶融亜鉛めっきを施すなどしても、Ms点以下までの平均冷却速度を5℃/s以上に確保できるのであれば、所望の組織を得ることができる。さらに、一旦、Ms点以下まで冷却してしまえば所望の組織が出現するので、溶融亜鉛めっきを合金化するために450～500℃に20～60秒保持しても組織の変化はなく、溶融亜鉛めっきの合金化を行うプロセスを追加しても何ら問題ない。

【0051】以上説明した加熱・冷却処理を実施する設備については、特に限定しないが、連続焼鈍設備や焼鈍炉付きの溶融亜鉛めっき設備などがこれに適する。

【0052】

【実施例】表1に示す成分組成になる鋼を、転炉にて溶製し、連続鋳造でスラブとしたのち、熱間圧延に供した。熱間圧延は、1080℃に加熱したのち、仕上圧延終了温度：900℃として1.4mm厚に圧延し、圧延終了から0.8秒後に80℃/sの速度で冷却を行い、550℃で巻取った。この熱間圧延により得られた熱延鋼板を、連続焼鈍炉にて、表2に示す条件で加熱・冷却処理を行った。なお、表2中、No.18については、冷却処理の途中で溶融亜鉛めっき処理を施した。また、No.19については、冷却処理の途中で溶融亜鉛めっき処理を施すと共に、冷却処理を終了した後に480℃、40秒の合金化熱処理を施した。

【0053】

【表1】

10

20

30

13

14

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)														備 考
	C	Si	Mn	Ti	Al	P	S	Nb	V	Co	Mo	Ni	Cr	B	
A	0.05	0.9	1.6	0.11	0.042	0.018	0.003	—	—	—	—	—	—	—	適合例
B	0.09	0.7	1.2	0.13	0.044	0.012	0.005	—	—	—	—	—	—	—	〃
C	0.13	1.0	1.0	0.18	0.038	0.015	0.003	—	—	—	—	—	—	—	〃
D	0.14	0.3	1.5	0.16	0.045	0.016	0.004	—	—	—	—	—	—	—	〃
E	0.25	0.7	0.8	0.22	0.051	0.012	0.008	—	—	—	—	—	—	—	〃
F	0.03	0.2	1.4	0.18	0.053	0.016	0.005	—	—	—	—	—	—	—	比較例
G	0.12	0.04	1.8	0.14	0.052	0.017	0.005	—	—	—	—	—	—	—	〃
H	0.11	1.1	0.4	0.18	0.040	0.014	0.007	—	—	—	—	—	—	—	〃
I	0.11	0.9	0.8	0.02	0.044	0.012	0.008	—	—	—	—	—	—	—	〃
J	0.12	1.0	0.9	0.35	0.048	0.015	0.005	—	—	—	—	—	—	—	〃
K	0.08	0.9	1.4	0.15	0.061	0.034	0.003	—	—	—	—	—	—	—	適合例
L	0.12	1.1	1.0	0.16	0.050	0.013	0.004	0.05	—	—	—	—	—	—	〃
M	0.15	1.2	0.8	0.18	0.042	0.014	0.005	—	0.3	—	—	—	—	—	〃
N	0.13	1.2	1.1	0.19	0.048	0.016	0.003	—	—	0.7	—	—	—	—	〃
O	0.14	1.4	1.2	0.18	0.047	0.015	0.008	—	—	—	0.8	—	—	—	〃
P	0.12	1.5	1.4	0.17	0.039	0.013	0.007	—	—	—	—	0.8	—	—	〃
Q	0.15	0.8	1.5	0.20	0.049	0.015	0.006	—	—	—	—	—	0.4	—	〃
R	0.14	0.9	1.3	0.16	0.042	0.014	0.007	0.01	0.2	0.4	0.3	0.5	0.2	0.0005	〃
S	0.13	1.3	0.8	0.15	0.046	0.016	0.005	0.02	0.4	0.5	0.5	0.9	0.8	0.0011	〃
T	0.11	1.1	1.0	0.15	0.051	0.015	0.004	—	—	—	—	—	—	—	〃
U	0.11	1.1	1.0	0.15	0.043	0.015	0.004	—	—	—	—	—	—	0.0006	〃

【0054】

* * 【表2】

No.	加熱・冷却処理条件						備 考
	鋼 記号	昇温度速度 h_1 (°C/s)	均熱温度 T (°C)	均熱時間 t (s)	M_s 点 (°C)	昇温度速度 s_1 (°C/s)	
1	A	5.2	770	18	485	10.8	適合例
2	B	6.8	760	16	479	12.5	"
3	C	7.2	745	18	468	12.7	"
4	"	0.5	740	20	468	7.8	比較例
5	"	5.8	700	16	466	10.2	"
6	"	5.2	810	16	466	15.3	"
7	"	8.5	754	0.5	466	10.6	"
8	"	6.5	758	25	466	11.2	"
9	"	6.5	752	18	466	2.8	"
10	"	5.9	760	18	466	14.8	適合例
11	"	7.0	754	16	466	16.2	"
12	"	5.8	750	15	466	11.9	"
13	"	5.8	740	16	466	13.2	"
14	"	5.9	738	15	466	11.8	"
15	"	6.2	756	18	466	10.9	"
16	"	6.2	755	16	466	10.4	"
17	D	6.5	750	17	445	11.5	"
18	"	6.1	761	15	445	9.2	適合例*1
19	"	6.0	748	14	445	7.8	"**
20	E	5.4	735	17	423	14.7	"
21	F	5.6	772	11	501	10.8	比較例
22	G	5.8	754	9	445	10.2	"
23	H	6.4	748	13	498	11.4	"
24	I	6.2	751	11	482	8.5	"
25	J	5.4	740	14	474	8.6	"
26	K	5.9	764	11	477	8.8	適合例
27	L	11.4	741	7	471	12.5	"
28	M	6.2	752	15	460	11.6	"
29	N	6.1	742	17	463	10.4	"
30	O	7.2	746	16	438	10.1	"
31	P	8.4	738	18	444	9.5	"
32	Q	4.2	748	20	434	10.5	"
33	R	5.1	742	15	434	8.5	"
34	S	5.2	741	15	427	9.2	"
35	T	5.2	741	15	476	9.2	"
36	U	5.2	741	15	476	9.2	"

*1 冷却工程途中で降速強めつき処理を施した。
 *2 冷却工程途中で降速強めつき処理を施し、冷却処理終了後に
 強めつきの合金化処理を施した。

【0055】かくして得られた鋼板のコイル長手方向の
 中央部から、鋼組織観察用サンプルおよびJIS5号試験
 片を切り出し、鋼組織の観察および引張試験に供した。*

* 組織観察結果および引張試験結果を表3に示す。

【0056】

【表3】

No.	鋼組織					材料特性					備考
	フェライト 粒径 (μm)	第2相 組織	第2相 占積率 (wt%)	第2相 形態	第2相 平均径 (μm)	YS (MPa)	TS (MPa)	TR (%)	RI (%)	TS×EI (MPa·%)	
1	2.3	M+A	8	網目状	0.3	416	612	68	35	21420	適合例
2	2.1	M+A	9	網目状	0.3	439	665	66	33	21945	"
3	1.8	M+A	14	網目状	0.2	484	745	65	30	22350	"
4	2.7	M+A	17	網目状	0.4	495	687	72	29	19923	比較例
5	1.8	M	2	塊状	—	419	654	64	30	18520	"
6	3.5	M+B	25	網目状	0.8	531	781	68	24	18744	"
7	1.9	M	3	塊状	—	438	660	66	38	19800	"
8	3.1	M	19	塊状	—	443	852	68	38	19560	"
9	1.8	M+B	17	網目状	0.3	473	630	75	27	17010	"
10	1.8	M+A	18	網目状	0.3	483	721	67	30	21530	適合例
11	1.9	M+A	18	網目状	0.3	485	735	68	29	21315	"
12	2.0	M+A	15	網目状	0.4	472	725	65	30	21780	"
13	1.8	M+A	13	網目状	0.3	490	742	66	29	21518	"
14	1.8	A	11	網目状	0.2	487	730	64	31	22650	"
15	1.7	M+A	17	網目状	0.3	495	728	68	30	21840	"
16	1.8	M+A	15	網目状	0.3	482	730	66	29	21170	"
17	1.7	M+A	12	網目状	0.2	474	707	67	31	21917	"
18	1.8	M+A	15	網目状	0.3	462	700	68	31	21700	"
19	1.9	M+A	14	網目状	0.3	461	698	66	31	21638	"
20	1.5	M+A	18	網目状	0.3	536	824	65	26	21424	"
21	3.5	M+B	28	網目状	0.6	444	569	78	31	17639	比較例
22	1.8	M+B	4	塊状	—	449	591	76	30	17720	"
23	1.9	M+B	14	網目状	0.3	472	638	74	30	19140	"
24	4.5	M	9	網目状	0.3	423	623	68	32	20000	"
25	1.7	M+A	18	網目状	0.3	536	734	73	25	18350	"
26	2.3	M+A	9	網目状	0.3	428	658	65	33	21714	適合例
27	2.0	M+A	13	網目状	0.3	441	649	68	33	21417	"
28	1.8	M+A	14	網目状	0.2	442	648	67	32	21120	"
29	1.9	M+A	12	網目状	0.3	439	645	68	34	21930	"
30	1.7	M+A	19	網目状	0.3	421	648	65	34	22832	"
31	2.1	M+A	11	網目状	0.3	439	672	64	35	23520	"
32	1.7	M+A	18	網目状	0.3	427	647	66	33	21351	"
33	1.9	M+A	14	網目状	0.3	448	649	65	31	21358	"
34	1.5	M+A	15	網目状	0.3	449	680	66	32	21760	"
35	1.8	M+A	14	網目状	0.3	437	652	67	33	21516	"
36	1.6	M+A	14	網目状	0.3	439	655	68	33	21815	"

※3 M:マルテンサイト、A:残留オーステナイト、B:ベイナイト

【0057】表1、表2および表3から明らかなように、本発明に従い製造した鋼板はいずれも、目標とする鋼組織を得られており、その結果、 $TS \times EI \geq 21000 \text{ MPa} \cdot \%$ という良好な強度-伸びバランスと同時に、 $YR \leq 70\%$ という低い降伏比が併せて得られている。なお、本発明の適合例はいずれもTiを添加しているため、組織が整粒であり、異方性が小さいことも確認された。

【0058】

【発明の効果】かくして、本発明によれば、 $TS \times EI$ が24000 MPa・%以上という良好な強度-伸びバランス特性と共に、 YR が70%以下という低い降伏比を併せて得ることができ、自動車の軽量化ひいてはエネルギー効率の向上に偉功を奏する。

【図面の簡単な説明】

*【図1】 $TS \times EI$ に及ぼす、加熱・冷却処理後のフェライト粒径の影響を示す図である。

【図2】 $TS \times EI$ に及ぼす、第2相の占積率の影響を示す図である。

【図3】 $TS \times EI$ に及ぼす、網目状に連結して分布する第2相の幅の影響を示す図である。

【図4】 $TS \times EI$ および YR に及ぼす、加熱・冷却処理時の均熱温度と均熱時間の影響を示す図である。

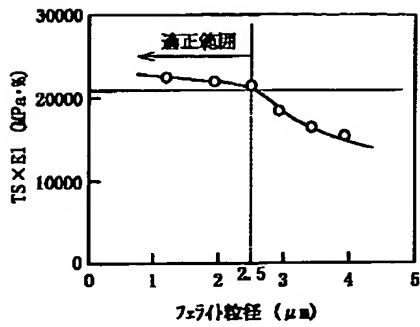
【図5】 $TS \times EI$ に及ぼす、加熱・冷却処理時の昇温速度の影響を示す図である。

【図6】 $TS \times EI$ に及ぼす、加熱・冷却処理時の冷却速度の影響を示す図である。

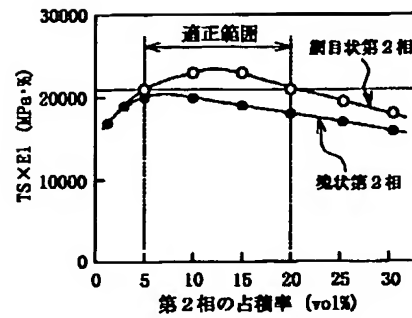
【図7】 $TS \times EI$ に及ぼす、Ti添加量の影響を示す図である。

*

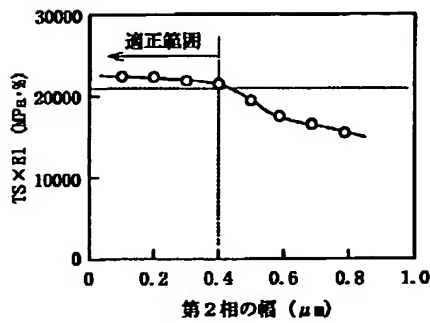
【図1】



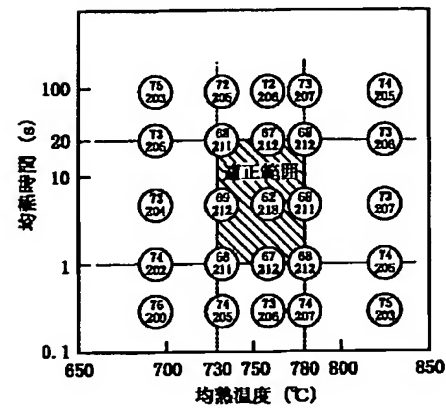
【図2】



【図3】

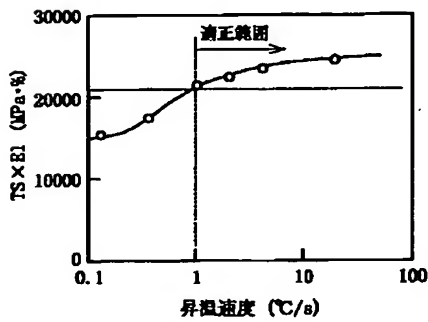


【図4】

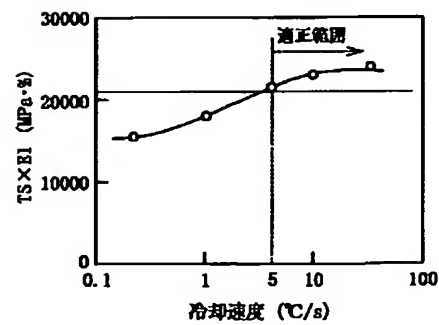


(○印内の下段の数字は $TS \times EI \times 10^{-2}$ を、
上段の数字は YB を示す。)

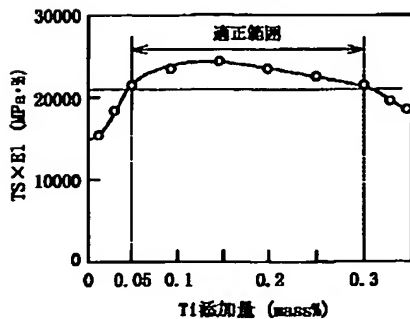
【図5】



【図6】



【図7】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁷

識別記号

F I

テーマード(参考)

C 2 3 C 2/28

C 2 3 C 2/28

(72)発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製

鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K027 AA02 AA23 AB28 AB42 AC12

AC73 AE11 AE12 AE18

4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11

EA13 EA15 EA17 EA19 EA20

EA23 EA27 EA28 EA31 EA32

EB09 FM04 GA05